KOMISJA METALURGICZNA RADY STALOWEJ

PRZEGLĄD PIŚMIENNICTWA ZAGRANICZNEGO

Z DZIEDZINY METALURGII I METALOZNAWSTWA STALI

NR 2 KATOWICE, LUTY 1938 ROK III

WYTWARZANIE SURÓWKI I STALI, ODLEWNICTWO

Wyrób pierścieni tłokowych. (Arts et Métiers, październik 1937, str. 217/25).

Opisano modelowanie, odlewanie i obróbkę pierścieni tłokowych. Na te cele nadaje się dobrze żeliwo o następującym składzie: całkowity węgiel 3,5—3,8%, grafit 2,8—3,3%, krzem 2,5—2,8%, mangan 0,5—0,8%, siarka 0,04—0,06%, fosfor 0,1—0,4%.

Tworzenie się naskórka odlewniczego na żeliwie szarym i jego wpływ na jakość materiału. J. Bobrowski. (Rozprawa doktorska Technische Hochschule we Wrocławiu, r. 1937).

Naskórek nie wywiera znaczniejszego wpływu na własności wytrzymałościowe żeliwa. W małym stopniu wpływa na zginalność, nie wpływa zupełnie na twardość i udarność. Obrabialność odlewów i ich odporność na odkształcenia obniżają się przy naskórku.

Rosyjskie i amerykańskie zagadnienia pieców martinowskich. R. Vail. (Iron Age, wrzesień 1937, str. 34/9).

Cechą charakterystyczną amerykańskich stalowni jest jak najdalej obniżyć koszta produkcji, gdy cechą stalowni rosyjskich jest dać jak najwyższą wydajność, bez zwracania specjalnej uwagi na koszta produkcji.

Kontrola gęstości żużla. C. H. Herty. (Blast Furnace and Steel Plant, wrzesień 1937, str. 1000/1).

Zakłady Bethlehem Steel Company opracowały szybki sposób określania gęstości zasadowych żużli martinowskich. To zaś umożliwia określenie zawartości tlenków żelaza w żużlu oraz jego zasadowości. Badania te są bardzo ważne w stalownictwie, gdyż odpowiednia jakość żużla ma zasadniczy wpływ na ciągliwość, podatność na obróbkę cieplną, starzenie się oraz udarność gotowej stali. Badania żużla można przeprowadzać w każdym okresie w czasie prowadzenia topu, a więc doskonale można kierować jego przebiegiem. Powoduje to zbędność stosowania dodatków korygujących przy końcu procesu świeżenia. Badając żużel ma się dokładny pogląd na stan utlenienia topu, co jest rzeczą bardzo ważną przy stosowaniu aluminium do regulowania wielkości ziarna. Zasadniczą częścią urządzenia do badania gęstości żużla jest blok stalowy przewiercony z otworem o średnicy 6,3 mm, przez który przepływa żużel, którego szybkość przepływu się mierzy. Na odpowiedniej tablicy podane są przybliżone analizy żużla i metalu, odpowiadające danej szybkości przepływu. Inna tablica podaje odrazu ilość i rodzaj dodatków zasadowych czy też kwaśnych, które należy dodać do kąpieli.

Krzepnięcie żeliwa. A. Boyles. (Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, r. 1937, Iron and Steel Division, tom 125, str. 141/203).

Badano mechanizm krzepnięcia żeliwa nadeutektycznego. Austenit pierwotny krzepł jako dendryty, które wzrastały aż do temperatury eutektycznej. Krystalizacja eutektyki zaczynała się naraz w wielu ośrodkach, które rozrastały się równomiernie we wszystkich kierunkach, tworząc budowę komórkową. Likwaty powstawały w dwu okresach, 1) między dendrytami pierwotnymi a płynem i 2) wewnątrz kryształów. Składniki utworzone w czasie krzepnięcia eutektyki zajmowały miejsce między dendrytami. Płatki grafitu i eutektyki fosforowej były więc ograniczone wielkością i rozproszeniem dendrytów. Stopy żelaza, węgla i krzemu krzepną w ten sam sposób jak żeliwo, tylko że ich budowa jest zmieniona. Dodatek manganu i siarki do tych stopów powoduje budowę normalną. Topiąc żeliwo pod zmniejszonym ciśnieniem i przetapiając go w wodorze można dowolnie zmieniać budowę zmienioną na normalną. Dzieje się to na skutek wprowadzenia, względnie usunięcia wodoru. Na podstawie tych doświadczeń podano hipotezę, wyjaśniającą zjawisko zmiany budowy żeliwa.

OBRÓBKA CIEPLNA, PIECE, POMIARY TEMPERATUR

Izotermiczne wyżarzanie stali narzędziowych. A. N. Alimow, N. N. Lipchin i N. F. Siwkow (Kaczestwiennaia Stal, r. 1937, nr 2, str. 37/40, — WI, Bd).

Badano możliwość zastąpienia długiego, stosowanego do tej pory wyżarzania stali specjalnych o składzie: 1) 2,34% C, 12% Cr, 2) 1,41% Ni, 0,42% Mo, 3) 1,20% Cr, 1,70% W, 4) 2,53% Cr, 8,40% Mo, 0,33% V, 5) 3,90% Cr, 17,5% W, które trwa około 36 godzin, szybszym wyżarzaniem izotermicznym. Znaleziono, że stosując odpowiednie temperatury nagrzewania i hartowania każdą z tych stali można całkowicie wyżarzyć (do twardości Brinella 220—240) w dużo mniejszej ilości godzin. Na przykład stal 1) należy ograć do temperatury 900° (co wymaga 8 godzin), utrzymać w tej temperaturze 1—1½ godziny, szybko chłodzić (w otwartym piecu) do 700° i przetrzymać w tej temperaturze 3 godziny. W stalach 2) i 3) austenit rozkłada się najszybciej w temperaturach 650° — 600° a w stalach 4) i 5) w 720°.

Cieplna obróbka taśm na sprężyny ze stali krzemowej. K. P. Kołchin i J. A. Sawinkow (Kaczestwiennaia Stal, r. 1937, nr 2, str. 27/33, — WI, Bd).

Zbadano wpływ obróbki cieplnej taśm ze stali krzemowej (0,68% C, 1,72% Si) na jej sprężystość. Zasto-

sowano następujące rodzaje obróbki: 1) izotermiczne hartowanie (od 900° do 340° w kąpieli ołowianej) 2) hartowanie stopniowane (hartowanie do 300°—340° a bezpośrednio potem po wyciągnięciu z kąpieli ołowianej chłodzenie na powietrzu), 3) hartowanie w oleju (od 900° do 20°). Ten ostatni sposób powoduje wykrzywianie się taśm a więc nie poleca się go. Dwa poprzednie sposoby dają takie same wyniki. Sposób 2) ma o tyle przewagę, że może być procesem ciągłym. Porównanie otrzymanych własności tych taśm z własnościami taśm Sandviken, (które mają prawie ten sam skład) wykazało, że te ostatnie wykazywały większą ilość przegięć (90 przegięć na promieniu 7,5 mm wobec 30). Znaleziono, że można to osiągnąć wyżarzając taśmy po ostatnim walcowaniu w 650°—770°.

Grafityzacja stali na taśmy. K. P. Kołchin i E. L. Assur. (Kaczestwiennaia Stal, r. 1937, nr 3, str. 35/40, — WI, Bd).

Zbadano cztery rodzaje stali na taśmy, dwie A i B stale węglowe (1% C) i dwie C i D stale krzemowe (1,6 i 1,76% Si). Żadna z tych stali nie wykazywała wtrąceń grafitowych przed obróbką cieplną. Po wyżarzeniu stal węglowa A, która miała budowę normalną, miała tylko małe wtrącenia grafitu, które okazywały się dopiero w 680° — 750°. Stal B, która miała budowę anormalną wedle próby Mc Quaid-Ehna, wykazywała dużą ilość wtrąceń grafitowych już w temperaturze 600°. Stal C, zawierająca 0,3% chromu nie podlegała grafityzacji, podczas gdy stal D bez chromu wykazywała bardzo liczne wtrącenia grafitu w temperaturze 680° — 750°. Grafityzacja zachodzi w czasie wyżarzania i autorzy zalecają wyżarzanie tych taśm w temperaturze 680° tak szybko, jak tylko jest to możliwym, by uniknąć grafityzacji. Zgniot przy przeróbce (walcowaniu) na zimno przed wyżarzaniem znacznie powiększa niebezpieczeństwo grafityzacji.

Wpływ węgla na hartowalność stopów żelazo-węgiel o wysokiej czystości. T. G. Digges. (American Society for Metals, październik 1937, przeddruk nr 3).

Stopy takie o zawartości węgla od 0,23 do 1,21% wytworzono z żelaza elektrolitycznego, nawęglonego w mieszaninie wodoro-benzenowej. Jednorodność stopów osiągano przez kilkakrotne nagrzewanie i chłodzenie tych nawęglonych sztabek w próżni. Określono krytyczną szybkość chłodzenia stopów, hartując je bezpośrednio od temperatury ustalającej stałą wielkość ziarna z rozpuszczeniem całkowitego węgla. Jako krytyczną szybkość chłodzenia uznano tę średnią szybkość między 600° a 500°, która powoduje powstawanie w hartowanych próbkach budowy martenzytycznej z wtrąceniami troostytu (drobnym perlitem) w ilościach wahających się między 1 a 3%. Gdy wielkość ziarna austenitycznego jest stała i węgiel jest całkowicie rozpuszczony w austenicie, to wtedy krytyczna szybkość chłodzenia maleje ze wzrostem zawartości węgla w stopie. A więc stopy nadeutektoidalne mają mniejszą krytyczną szybkość chłodzenia (większą hartowalność), niż stopy o składzie eutektoidalnym lub podeutektoidalnym. Małe zmiany w zawartości węgla przy stopach niskowęglowych mają znaczniejszy wpływ na krytyczną szybkość chłodzenia, niż taka sama różnica w zawartości węgla w stopach o wyższej zawartości węgla. Zawartość węgla w austenicie ma znaczny wpływ na hartowalność tych stopów. Pełny stopień zahartowania otrzymuje się tylko wtedy, gdy całkowity węgiel jest rozpuszczony w austenicie. W takich samych warunkach, tyczących się wielkości ziarna austenitu i zawartości węgla oraz przy całkowitym rozpuszczeniu węgla w austenicie, stopy żelazo-węgiel bardzo czyste hartują się głębiej, niż zwyczajne stale węglowe.

Hartowalność ilościowa. J. L. Burns, T. L. Moore i R. S. Archer. (American Society for Metals, październik 1937, przeddruk nr 5).

Celem określenia hartowalności stali, należy zmierzyć i określić dwa czynniki: 1) największą twardość otrzymaną po hartowaniu (podana jako H max) i 2) „wpływ przenikania" (głębokość hartowania). Najwyższa twardość hartowania zależy od zawartości węgla tylko w zwyczajnych stalach węglowych oraz pospolitych stalach stopowych. „Wpływ przenikania" zależy głównie od składu chemicznego i wielkości ziarna austenitycznego. Wpływ tych czynników na hartowalność stali wykazano w sposób ilościowy dla szeregu stali węglowych.

Stopniowane hartowanie stali narzędziowych chromo-wolframo-manganowych. A. N. Alimow. (Kaczestwiennaia Stal, r. 1937, nr 3, str. 25/8, — WI, Bd).

Badano rozkład austenitu w stali ChVG (1% C, 0,32% Si, 1,07% Mn, 1,04% W, 0,98% Cr) w czasie hartowania stopniowanego. Temperatura nagrzewania wahała się między 790° a 830°, a temperatura kąpieli hartowniczych między 190° a 400°. Przeprowadzono badania dilatometryczne, magnetometryczne oraz mikrobudowy, jak również badania udarności, wytrzymałości i twardości. Rozpad austenitu po pewnym okresie początkowym (okresie „wylęgania") ma stałą szybkość, podobnie jak to ma miejsce w hartowaniu izotermicznym. Narzędzia z tej stali poleca się poddać następującej obróbce cieplnej: ogrzewanie do 830°, chłodzenie w stopionej soli (270° — 300°) i następnie chłodzenie na powietrzu. Jeżeli narzędzia muszą być poddane przeróbce plastycznej, to musi ona następować w czasie chłodzenia na powietrzu, przed rozkładem szczątkowego austenitu. Po hartowaniu stopniowanym stale mają znaczne naprężenia wewnętrzne i wykazują odpowiednio niską udarność. Naprężenia te można usuwać a tym samym zwiększać udarność, wyżarzając te stale w 200°.

WŁASNOŚCI METALI I ICH BADANIA, ZASTOSOWANIA

Stan węgla w roztworze stałym w żelazie. T. A. Lebiedew. (Metallurg, r. 1936, nr 12, str. 59/63, — Bd, Pk).

Określono różnicę w szybkości ogrzewania dwu pustych cylindrów żelaznych o tej samej wielkości, wypełnionych opiłkami żelaznymi, zmieszanymi z pyłem węglowym z zawartością 10% sody. W jednym z nich opiłki były pokryte miedzią celem uniemożliwienia nawęglania. Przystanek na krzywej temperatury w zakresie 900° — 1050° przy ogrzewaniu cylindra z opiłkami zwyczajnymi wskazuje na endotermiczność reakcji nawęglania. Autor wyciąga wnioski, że endotermiczny efekt procesu nawęglania jest powodowany tworzeniem się cząsteczek cementytu. W ten sposób nawęglanie obejmuje endotermiczne tworzenie się Fe_3C i dyfuzję jego w siatkę żelaza, co nie powoduje jednak zmian energii, dających się zmierzyć. Niektórzy badacze twierdzą, że cząsteczki Fe_3C są za duże, by mogły dyfundować. Autor przypuszcza, że atomy węgla wędrują jako takie i tworzą cząsteczki Fe_3C, gdy tylko gdzieś zatrzymają się w siatce.

Rekrystalizacja stali zgniecionej w wysokich temperaturach. I. M. Pawłow, L. S. Gelderman i A. J. Szukowa. (Metallurg, r. 1936, nr 12, str. 3/14, — Bd, Pk).

Zbadano wielkość ziarna dwu stali węglowych (0,40% i 0,54% węgla) po zgnieceniu ich za pomocą młotowania w temperaturze 800° — 1150°, a więc powyżej punktu przemiany A_3. Cylindryczne próbki (średnicy 2 cm a wysokości 3 cm) podgrzewano przez 15 minut do żądanej temperatury, zgnieciono jednym uderzeniem 100 kg młota, przetrzymano w tej samej temperaturze przez dalsze 40 minut, by zaszła rekrystalizacja i następnie próbki te chłodzono na powietrzu. Wielkość ziarna (wielkość siatki cementytowej zamykającej ziarna perlitu) określono oddzielnie w 12 miejscach każdej próbki. Zgniot, odpowiadający każdemu z tych miejsc obliczono mierząc zmiany odległości między zwojami śruby wkręconej do próbki równolegle do jej osi i razem z nią zgniecionej. Zgniot był większy w środku próbki, niż blisko końców próbki a wielkość ziarna była odpowiednio różna w różnych miejscach próbki. Podano wykres przestrzenny, określający wielkość ziarna w zależności od miejscowego zgniotu (5—85%) i temperatury. Dla porównanania podano również krzywe określające wielkość ziarna w środku próbki jako funkcję przeciętnego zgniotu całej próbki. Poprzedni wykres wykazuje większe maksimum wielkości ziarna w pobliżu „krytycznego" zgniotu, niż krzywe ostatnio wzmiankowane. Krytyczny zgniot jest mniejszy o przeszło 10% w temperaturze 800° i równa się praktycznie biorąc zeru w temperaturze 1100°. Największe ziarno zaobserwowano w okolicach najmniejszego zgniotu, a więc blisko końców próbki, a nie w środku, jak stwierdził Hannemann i inni badacze. Gdy zgniot przekroczy wartość krytyczną, to wielkość ziarna się zmniejsza do granicznej wielkości stałej, która jest tym większa, im wyższą jest temperatura. Przy najwyższych zgniotach (85%) wielkość ziarna czasami jeszcze wzrastała. Wielkość ziarna po zgniocie zależy w dużym stopniu od wielkości ziarna przed tymi zabiegami. By zbadać wzrost ziarna w różnych temperaturach powyżej 900°, sporządzono próbki, w których wielkość ziarna po chłodzeniu od temperatury 900° bez przeróbki mechanicznej wahała się od 3000 do 9000 μ^2. Próbki te po zgniocie 26% w temperaturze 900° wykazały wielkość ziarna od 4300 do 10100 μ^2. By otrzymać drobne ziarno w stalach węglowych przekutych w temperaturze powyżej 800° jest rzeczą konieczną: 1) zapewnić materiałowi jak najdrobniejsze ziarno przez odpowiednią obróbkę wstępną, 2) używać zgniotów nie mniejszych niż 20%, by uniknąć krytycznego zakresu znacznego wzrostu ziarna.

Przemiana martenzytu w stalach szybkosprawnych. A. P. Gulajew. (Kaczestwiennaia Stal, r. 1937, nr 1, str. 41/7, — WI, Bd).

Zbadano wpływ temperatury hartowania oraz czasu ogrzewania przed hartowaniem na temperaturę przemiany austenitu w martenzyt. Im wyższą jest temperatura hartowania oraz czas wyżarzania, tym niżej leży punkt przemiany. Przemiana zachodzi nie w jednym punkcie, lecz w pewnym zakresie temperatur, którego punkt końcowy leży powyżej temperatury pokojowej dla stali o zawartości od 0,3 do 0,4% węgla, a często niżej temperatury pokojowej, gdy zawartość węgla jest wyższą. W tych ostatnich stalach, przemiana jest często niecałkowitą i szczątkowy austenit pozostaje nawet po zahartowaniu. Miejsce, w którym zaczyna się przemiana martenzytu jest bardzo ważnym czynnikiem, określającym strukturę i własności stali. Najwyższą twardość stali szybkosprawnych osiąga się, przystosowawszy czas ogrzewania przed hartowaniem w ten sposób, by przemiana zaczynała się w temperaturze 150°. Gdy przemiana zaczyna się powyżej tej temperatury, rozpuszczenie się węglików nie jest całkowite; gdy zaś przemiana zaczyna się poniżej 150°, w stali pozostaje pewna ilość austenitu.

Prawo przemiany austenitu w martenzyt. J. A. Kazejew. (Metallurg, r. 1936, nr 12, str. 51/8, — Bd, Pk).

Podano badania własne jak też i obcych badaczy nad kinetyką rozkładu austenitu w stalach chromoniklowych i chromowych. Załamania krzywych stygnięcia nie zachodzą dokładnie w punktach, odpowiadających początkowi przemiany, — które wykrywamy wystąpieniem fazy magnetycznej, lecz często później, gdy szybkość przemiany jest wystarczająco wielka, by ciepło reakcji mogło wyrównać straty ciepła na skutek chłodzenia. Na podstawie badań praktycznych podano wzór kinetyczny, $\log_e$ (A/Ao) = — at^n gdzie „a" i „n" są to stałe, A oznacza ilość austenitu w czasie t. Znaleziono, że przemiana w stalach chromowych zachodzi w dwu etapach. Pierwszy z większą wartością „n" odpowiada przemianie austenitu w troostyt, a drugi przemianie austenitu w martenzyt. Omówiono wpływ szybkości chłodzenia na ilość szczątkowego austenitu. Szybkie chłodzenie w wodzie powoduje powstawanie większych naprężeń, co wpływa na bardziej całkowity rozpad austenitu, niż przy chłodzeniu w oleju. Wysoka zawartość węgla (1,6%) utrwala austenit w niskich temperaturach i powoduje wzrost ilości austenitu szczątkowego (pozostałego). Wzrost ten jest stosunkowo większy w wypadku szybkiego chłodzenia.

Wpływ temperatury wyżarzania i wielkości ziarna na szybkość przemiany austenitu i na hartowalność stali. S. S. Steinberg, V. V. Sklujew i S. S. Nosirewa. (Kaczestwiennaja Stal, r. 1937, nr 1, str. 21/3, — WI, Bd).

Przeprowadzono dwie serie badań, tyczących się wpływu przegrzania stali przed jej hartowaniem na hartowalność. 1) Szybkość rozpadu austenitu mierzono mikroskopowo w temperaturach 250° i 650°, używając próbek hartowanych od 800° z poprzednim podgrzaniem do 1100° lub bez tego podgrzewania. Stwierdzono, że poprzednie podgrzewanie przed hartowaniem powoduje późniejsze nieco rozpoczęcie się rozpadu austenitu jak i przedłuża czas trwania tego rozkładu przy współczynniku 3—4. 2) Szybkość rozpadu austenitu mierzono na próbkach, w których wielkość ziarn austenitu zmieniono przez plastyczną przeróbkę. Znaleziono, że zmiana wielkości ziarna wpływa tylko na ilość zarodków rozpadu, jednak czas, w którym zaczyna się rozpad jak i szybkość wzrostu ziarn perlitotroostytowych pozostają niezmienione. Porównanie punktów 1 i 2 wykazuje, że poprzednie podgrzewanie do 1100° nie tylko powoduje wzrost wielkości ziarn austenitu, lecz także wpływa na wrodzoną stałość austenitu, przypuszczalnie zwiększając trwałość siatki przestrzennej. Powoduje to rozszerzenie się zakresu całkowitego utwardzenia (budowa martenzytyczna), podczas gdy wzrost wielkości ziarna powoduje rozszerzenie się zakresu mieszanej budowy troostytowo-martenzytycznej (niezupełne utwardzenie).

Stop „Kovar". W. Hessenbruch. (Zeitschrift für Metallkunde, czerwiec 1937, str. 193/5, — WI, Bd).

„Kovar" względnie w Ameryce „Fernico" są to nazwy stopu żelaza, kobaltu i niklu, mające prawie taki sam współczynnik rozszerzalności cieplnej co tak zwane

twarde szkło. Skład tego stopu jest następujący: od 23,6% niklu i 29,6% kobaltu do 29,6% niklu i 17,4% kobaltu a resztę żelaza. Poza tym w pierwszym wypadku stop ten zawiera jeszcze 0,81% manganu, a w wypadku drugim 0,64%. Rozszerzalność cieplna tego stopu do temperatury około 200° jest bardzo mała i zależy od przemiany magnetycznej roztworu stałego. Obróbka cieplna w temperaturach między 0° i 1000° nie ma praktycznie biorąc wpływu na kształt krzywej rozszerzalności.

Stale „cyprytowe" Digby'ego, 10 Cu + 18 Cr + 72 Fe, nowy rodzaj stali nierdzewnych. T. W. Kippert. (Iron Age, październik 1937, str. 54/63).

Podano dokładny opis własności tych stali oraz sposób i koszta wytwarzania. Zawartość węgla jest w nich bardzo niska i waha się od 0,05% do 0,09%. Zawartość krzemu i manganu przekracza 0,4% dla każdego składnika. W stalach tych występuje faza bogata w miedź nazwana „cyprytem". Stale te posiadają własności antykorozyjne podobne do zwyczajnych stali nierdzewnych austenitycznych, mimo że są stalami całkowicie ferrytycznymi.

Porównanie własności mechanicznych stali zawierających nikiel i bez niklu ze specjalnym uwzględnieniem ich zachowania się pod wpływem sił wibrujących. A. Pomp i M. Hempel. (Mitteilungen aus dem Kaiser Wilhelm-Institut fur Eisenforschung r. 1937, nr 16, str. 221/36, — WI, Bd).

Zbadano w tych samych warunkach 21 rodzajów stali, z których część zawierała nikiel a część była bez niklu, celem określenia ich własności mechanicznych i przystosowalności do różnych zadań. Okazało się, że w zakresie wytrzymałości stali od 120 do 130 kg/mm² stal o zawartości od 2,5 do 4,5% niklu z dodatkami wolframu i molibdenu nie była lepsza od stali o zawartości tylko 1—2% niklu z dodatkami chromu i molibdenu. W zakresie wytrzymałości od 90 do 100 kg/mm² stale o zawartości 1—2% niklu i stale bezniklowe okazały się całkiem zadowalającymi. Szczegółowe wyniki badań podano w szeregu tabel.

Metalurgia w budowie samolotów. D. R. Pye. (Institute of Metals: Metal Treatment, r. 1937, nr 3, str. 107/13 i 117).

Dobrą obrabialność oraz zdolność specjalnej obróbki na powierzchniach pracujących powinny posiadać stale na cylindry do motorów. Doskonale nadaje się do wyrobu pierścieni uszczelniających odpowiednie żeliwo, mimo że posiada bardzo niskie własności fizyczne i mechaniczne, — podano hipotezę Beilby'ego o wierzchniej warstewce bezpostaciowej i jej praktycznym znaczeniu. Omówiono problem łuszczenia się wentyli w wyższych temperaturach i działanie korozyjne składników ołowiowych. Wzmiankowano o używaniu na ten cel stali o zawartości 12—14% niklu i tyleż chromu, wykładanych stellitem a ostatnio stopem zawierającym 80% niklu i 20% chromu.

Wpływ wielkości ziarna na histerezę magnetyczną. G. C. Richter. (Iron and Steel Institute, wrzesień 1937 r.).

Straty histerezy zmniejszają się ze wzrostem wielkości ziarna, jednak matematycznie tego ująć się nie da, gdyż zależy to od wielu czynników ubocznych oraz sposobu oznaczania wielkości ziarna.

Badania stopów glin-żelazo, odpornych na wysokie temperatury. A. S. Sajmowski, N. F. Drozdow i K. V. Naszokin. (Kaczestwiennaja Stal, r. 1937, nr 1, str. 36/40, — WI, Bd).

Zbadano stop zawierający 12% glinu i 2% chromu. Jest to stop kowalny i dający się walcować. Przeciąganie drutów wymaga pewnych ostrożności, z powodu małej plastyczności materiału. Opór elektryczny wynosi 1,25 oma na mm² i m. Współczynnik temperatury wynosi 3×10^{-4}. Materiału tego można używać do temperatury 1200°. Zwijanie drutów o grubości do 1 mm nie przedstawia żadnych trudności. Stop ten nadaje się doskonale do wyrobu opornic i jest lepszy w danym wypadku od nichromu a równa się megapyrowi i kantalowi.

Zmiana wielkości ziarna miękkiej stali po jej zgniocie na zimno i następnym wyżarzeniu. P. Duwez. (Publications de l'Association des Ingenieurs de l'Ecole des Mines de Mons, r. 1937, nr 61, str. 233/56).

Publikacja ta zawiera dwie części. W pierwszej omówiono badania nad wzrostem ziarna w miękkiej stali i wpływem temperatury wyżarzania na jego wielkość. Zgniecione w różnym stopniu próbki stali o zawartości poniżej 0,02% C i poniżej 0,05% zanieczyszczeń wykazały nienormalnie duży wzrost ziarna w temperaturach wyżarzania od 720° (A_1) do 960° (A_3). Końcowa wielkość ziarna była w zakresie tych temperatur taka sama. Stopień zgniotu nie przesuwa zakresu tych temperatur krytycznych, lecz wpływa na wielkość ziarna po wyżarzeniu. Podane wykresy wykazują, że wielkość ziarna (po wyżarzeniu) zmienia się ze stopniem zgniotu a maksymalny wzrost zachodzi po zgniocie 2,8%. Wzrost ziarna zachodzi najintensywniej z początku wyżarzania, potem maleje, a po dwu mniejwięcej godzinach ustaje zupełnie. W drugiej części publikacji zajęto się obszernie samym zagadnieniem rekrystalizacji jako takim z wyjaśnieniem mechanizmu i teoretycznych podstaw zachodzenia tego procesu.

KOROZJA

Badania tlenków tworzących się na żelazie za pomocą dyfrakcji elektronowej. T. Iimori. (Nature, sierpień 1937, str. 278).

Badania te wykazały, że tlenki tworzące się na żelazie w temperaturach poniżej 340° są γ Fe_2O_3 i że przemiana α w γ i odwrotnie zachodzi w temperaturze około 340°.

Elektrochemiczna ochrona żelaza przed korozją w roztworach zasadowych. W. W. Stender i B. P. Artamonow. (Elektrochemical Society, r. 1937, przeddruk nr 6).

Określono stopień korozji żelaza elektrolitycznego, żeliwa oraz blach stalowych w skoncentrowanych roztworach wodorotlenków sodu i potasu, wodorotlenków rozpuszczonych zasad i ługach zasadowych w czasie procesu rozpuszczania się. Znaleziono, że stopień korozji zależy od temperatury, koncentracji zasad oraz koncentracji jonów chlorynowych i chloranowych w roztworze. Stwierdzono, że polaryzacja katodowa wpływa ochronnie na korozję żeliwa i blach stalowych, jednak w różnym stopniu na te oba rodzaje materiału. Stosunek gęstości prądu bez stosowania polaryzacji katodowej i gęstości prądu z jej zastosowaniem waha się między 0,20 a 0,37 Amp. na mm².

Zagadnienia korozji metali w turbinach parowych, ze specjalnym uwzględnieniem stali nierdzewnych i odpornych na korozję. F. Lüben. (Korrosion und Metallschutz, październik-listopad 1937, str. 383/6, — WI).

Porównano stosowanie stali o zawartości 13% Cr ze stalami 18/8 z dodatkiem Ti, Mo i W. Zaznaczono, że w wielu częściach składowych turbin stale bezniklowe z chromem, jako głównym składnikiem stopowym zupełnie dobrze spełniają swe zadanie.